ارزیابی رفتار فشاری فوم‌های فولادی تولیدشده به‌روش متالورژی پودر*

حمید سازگاران[۱]   علی‌محمد ناصریان‌نیک[۲]   محمدرضا اکبری[۳]   علی اکبری‌نژاد فوق[٤]

چکیده

فوم‌های فلزی و فلزات سلولی دسته‌ای از مواد مهندسی نوظهور هستند که به‌دلیل داشتن رفتار و ویژگی‌های منحصربه‌فرد می‌توانند در بسیاری از کاربردهای صنعتی به صورت موفقیت‌آمیز استفاده شوند. در این پژوهش، فوم‌های فولادی به‌روش متالورژی پودر و با استفاده از اوره به‌عنوان پرکنندهٔ فضا یا فضاساز تولید شدند و درصد تخلخل، ریزساختار و رفتار فشاری آن‌ها مطالعه شد. علاوه‌براین، رفتار فشاری فوم‌های تولیدی به کمک روش اجزای محدود و برپایه مدل گارسون–تورگارد–نیدلمن شبیه‌سازی و اثر پارامترهای مؤثر در مدل یادشده برای پیش‌بینی بهتر رفتار فوم‌های فولادی بررسی شد. نتایج حاکی از آن است که میانگین میزان تخلخل در فوم‌های فولادی برابر ۷۹/۳درصد است که شامل سلول‌های تشکیل‌شده در اثر انحلال دانه‌های اوره و حفرات باقی‌مانده در بین ذرات آهن تف‌جوشی‌شده است. منحنی‌های تنش–کرنش فشاری فوم‌های فولادی تولیدشده بیانگر رفتار مرسوم فوم‌های فلزی است و دارای نواحی تغییر شکل کشسان و پلاتو دندانه اره‌ای نسبتاً طولانی و درنهایت، نقطه شکست است. نتایج شبیه‌سازی پیش‌بینی می‌کند که اندازهٔ مش، f_n، q_1 و q_2 بر روی منحنی‌های تنش–کرنش فشاری مؤثرند، اما q_1 بیشترین تأثیر و f_n کمترین تأثیر را دارند.

واژه‌های کلیدی فوم فولادی، رفتار فشاری، مدل گارسون–تورگارد–نیدلمن، پلاتو دندانه اره‌ای، پارامترهای شبیه‌سازی.

Investigation on the Compressive Behavior of Steel Foams Manufactured by Powder Metallurgy Route

H. Sazegaran   A.M. Naserian-Nik   M.R. Akbari   A. Akbar-Nejad Fogh

Abstract

Metallic foams and cellular metals are a type of new-advanced engineering materials which can be successfully used in various industrial applications due to their unique behavior and properties. In this work, steel foams were produced through powder metallurgy route using urea granules as a space holder, and porosity percentage, microstructure, and compressive behavior of them were investigated. In addition, the compressive behavior of manufactured foams was simulated using finite element method by the Gurson–Tvergaard–Needleman model and the effects of operational parameters in this model were investigated due to better prediction of mechanical behavior of steel foams. The results indicated that the average of porosity in the steel foam is 79.3 percent, which consists of cells formed by the dissolution of urea granules and remained pores between the sintered iron particles. Stress vs. strain curves of the manufactured steel foams showed the conventional behavior of metal foams, with elastic deformation region and a relatively longitudinal plateau region and, a fracture point, finally. Mesh sizes, fn, q1 and q2 have the significant effect on stress vs. strain curves, but q1 and fn have the most and the least effects, respectively.

Key Words Steel foam, Compressional behavior, Gurson–Tvergaard–Needleman model, Saw-tooth plateau, Simulation parameter.

---

* تاریخ دریافت مقاله ۹۷/۱۲/۱۹ و تاریخ پذیرش آن ۹۸/۸/۲۱ می‌باشد.

(۱) نویسندهٔ مسئول، استادیار گروه مهندسی صنایع، دانشکده مهندسی، دانشگاه صنعتی قوچان، قوچان.

Email: h.sazegaran@qiet.ac.ir

(۲) استادیار گروه مهندسی مکانیک، دانشکده مهندسی، دانشگاه صنعتی قوچان، قوچان.

(۳) دانشجوی کارشناسی مهندسی مکانیک، دانشکده مهندسی، دانشگاه صنعتی قوچان، قوچان.

(٤) دانشجوی کارشناسی مهندسی مکانیک، دانشکده مهندسی، دانشگاه صنعتی قوچان، قوچان.

DOI: 10.22067/ma.v32i1.79641

مقدمه

فوم‌های فلزی متخلخل یا فلزات سلولی دسته‌ای جدید از مواد مهندسی پیشرفته هستند که به‌دلیل داشتن ویژگی‌های منحصربه‌فرد مانند چگالی پایین، جذب انرژی و مقاومت به ضربه بالا، ویژگی‌های صوتی و حرارتی جالب توجه، به‌صورت گسترده در ساخت و تولید عایق‌های حرارتی و صوتی، سازه‌های سبک، ضربه‌گیرها، مبدل‌های حرارتی، فیلتراسیون و... استفاده می‌شود. علاوه‌براین، فوم‌های فلزی در کاربردهای پزشکی مانند پروتزهای دندانی و استخوانی نیز به‌صورت موفقیت‌آمیز عمل می‌کنند [1-4]. فوم‌های فلزی از فلزات و آلیاژهای مختلفی تولید می‌شوند که به آلومینیم به‌دلیل چگالی پایین به‌شدت توجه شده است. البته فوم‌های فولاد، تیتانیم، منیزیم، نیکل، طلا و... نیز درحال تولید و توسعه هستند [5-7].

رفتار و ویژگی‌های جالب توجه فوم‌های فلزی به درصد تخلخل، مورفولوژی سلول‌ها (باز یا بسته‌بودن، اندازه، شکل و نحوهٔ توزیع سلول‌ها)، جنس دیوارهٔ سلول‌ها، ضخامت و میزان عیوب دیواره‌ها وابسته است که بیشتر این عوامل تحت‌تأثیر فرایند تولید است [8,9]. فرایندهای اصلی تولید فوم‌های فلزی شامل تولید به‌روش متالورژی ذوبی و تولید به‌روش متالورژی پودر است [1,2]. در تولید فوم‌های فولادی به‌علت بالابودن دمای سالیدوس و همچنین دیگر مشکلات مرتبط با فرایندهای ذوب و ریخته‌گری، معمولاً فرایندهای مبتنی بر متالورژی پودر به کار برده می‌شود [10-12]. فرایندهای متالورژی پودر امکان تولید سلول‌های باز با شکل و اندازهٔ یکسان و توزیع نسبتاً یکنواخت را فراهم می‌کنند [13-15]. در میان این روش‌ها، استفاده از فضاساز یا پرکنندهٔ فضا روشی پرکاربرد است که مورفولوژی یکنواخت سلول‌های باز را به ارمغان می‌آورد. در این روش، پودرهای آهن و دیگر افزودنی‌ها بر روی مواد فضاساز به‌صورت دانه، پودر یا ذرات قرار می‌گیرند و پس از فشردن و تولید نمونه‌های اولیه، خروج فضاساز صورت می‌گیرد و در انتها، تف‌جوشی منجر به تولید فوم فولادی می‌شود [15-18].

باتوجه‌به این‌که روش‌های تولید مختلف، تأثیرات متنوعی بر روی رفتار مکانیکی و عملکرد فوم‌های فلزی دارند، تخمین رفتار مکانیکی فوم‌های تولیدی حائز اهمیت است. استفاده از روش اجزای محدود(Finite element method (FEM)) بیشتر می‌تواند ابزاری مفید برای تعیین رفتار مکانیکی مواد باشد. البته نتایج شبیه‌سازی شدیداً به نحوهٔ مدل‌کردن مواد وابسته است. تا امروز مدل‌های مختلفی از جمله مدل‌های سلول مکعبی (Cubic cell)، گیبسون–اشبی (Gibson-Ashby)، هشت‌وجهی، کلوین (Kelvin)، ورونویی (Voronoi) و کرات اتفاقی سه‌بعدی (3D random spheres) برای توصیف رفتار میکروساختار فوم‌های فلزی توسعه داده شده‌اند. از مدل‌های یادشده برای پیش‌بینی رفتار فوم‌های فلزی، همچون ویژگی‌های کشسانی و مومسانی، کمانش، رفتار ضربه‌ای، انتقال حرارت، هدایت الکتریکی و... استفاده شده است [19].

محمدی و همکاران [20] از طریق عکس‌برداری سی-تی‌اسکن از فوم آلومینیم، پردازش تصویر و انتقال هندسه به‌دست‌آمده به نرم‌افزار ANSYS، رفتار فشاری فوم آلومینیم را به‌روش اجزای محدود مطالعه کردند. رامیرز و همکاران [21] با استفاده از تصاویر ریزپرتونگاری رایانه‌ای و نرم‌افزار MIMICS، هندسه سه‌بعدی نمونه‌های فوم آلومینیمی را ایجاد کردند، سپس به کمک نرم‌افزار 3-Matic شبکه‌بندی و نهایتاً با انتقال مدل به نرم‌افزار ABAQUS، رفتار مکانیکی فشاری فوم‌های آلومینیمی سلول باز شبیه‌سازی شد. علاوه‌براین، مدل‌های میکروساختاری مدل گارسون (Gurson) [22] و لمایتره (Lemaitre) [23] رفتار مواد را برپایهٔ تأثیرات آسیب در ریزساختار همانند تشکیل ترک‌ها، حفرات و آخال‌ها پیش‌بینی می‌کنند. مدل گارسون–تورگارد–نیدلمن، مدل توسعه‌یافته گارسون است که از معادلات و پارامترهای متنوعی استفاده می‌کند [24]. این مدل می‌تواند آسیب در مواد و همچنین نرم‌شدن ماده را تشریح کند.

مدل گارسون–تورگارد–نیدلمن (Gurson–Tvergaard–Needleman model) به‌صورت گسترده برای پیش‌بینی رفتار و ویژگی‌های مکانیکی مواد مهندسی گوناگون مانند فولادهای StE 690 [25] و A48-AP [26] به‌کار برده شده

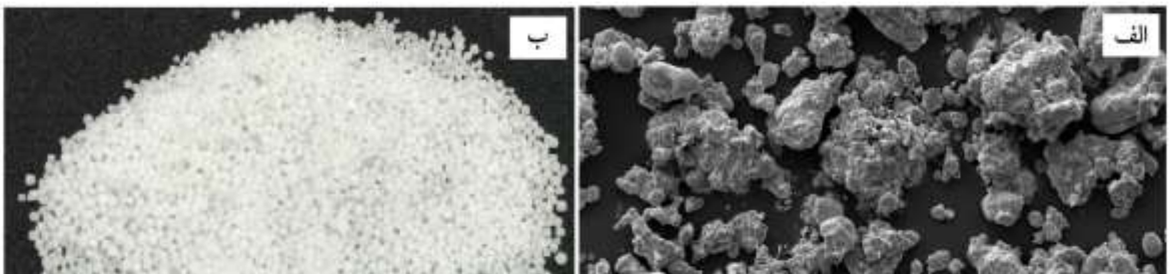
است. اما استفاده از این مدل در تخمین و پیش‌بینی رفتار مکانیکی فوم‌های فلزی به‌ویژه فوم‌های فولادی می‌تواند مفید واقع شود. در این پژوهش، هدف تولید فوم‌های فولادی به‌روش متالورژی پودر با استفاده از دانه‌های اوره به‌عنوان فضاساز و همچنین ارزیابی رفتار فشاری فوم‌های تولیدی به‌روش تجربی و با استفاده از مدل گارسون–تورگارد–نیدلمن است. علاوه‌براین، تأثیر پارامترهای مؤثر در معادلات گارسون–تورگارد–نیدلمن نیز مطالعه شده است.

روش انجام آزمایشات

تولید فوم‌های فولادی

برای تولید فوم‌های فولادی، از روش متالورژی پودر مبتنی بر به‌کارگیری دانه‌های اوره به‌عنوان فضاساز استفاده شد. در این روش، ابتدا پودرهای استفاده‌شده برای پوشش‌دهی دانه‌های اوره مخلوط شدند. مخلوط پودر استفاده‌شده شامل ۰/۵درصد وزنی کربن (گرافیت بسیار ریز)، ۲درصد وزنی فسفر و بقیه پودر آهن می‌باشد. در شکل ۱–الف، تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی پودر آهن استفاده‌شده نمایش داده شده است. توزیع ذرات آهن به این‌گونه است که ۳۰درصد وزنی بین ۱۰۰ تا ۱٦۰میکرون، ۳۳درصد وزنی بین ٦۳ تا ۱۰۰میکرون و ۳۷درصد وزنی کوچک‌تر از ٦۳میکرون است. فرایند مخلوط‌کردن پودرها با یک مخلوط‌کن مخصوص پودر با سرعت ۱۵۰ rpm به‌مدت ۳۰دقیقه انجام شد. علاوه‌براین، دانه‌های اورهٔ کروی‌شکل با قطر بین ۱ تا ۱/۵میلی‌متر برای فضاساز به‌کار گرفته شد (شکل ۱–ب).

در فرایند پوشش‌دهی، مخلوط پودری و دانه‌های اوره همراه با ۲درصد وزنی آب درون یک محفظه پلی‌اتیلن قرار داده شدند و محفظه با سرعت ۲۰۰rpm به‌مدت ٤دقیقه به چرخش در آمد. سپس، آب با سطوح دانه‌های اوره واکنش می‌دهد و سطوح چسبنده ایجاد می‌کند که درنتیجه، مخلوط پودری به سطوح دانه‌های اوره می‌چسبد. سپس، فرایند فشردن درون یک قالب استوانه‌ای با قطر داخلی ۱۲mm از جنس فولاد زنگ‌نزن با فشار اعمالی ۱۰۰MPa انجام شد و نمونه‌های اولیه تولید شدند. نمونه‌ای از قطعات اولیهٔ تولیدی، در شکل ۲ به تصویر کشیده شده است. سپس، نمونه‌های اولیه به‌مدت ٥دقیقه درون آب‌مقطر قرار داده شدند و انحلال دانه‌های اوره صورت گرفت. پس از انجام فرایند انحلال، فرایند تف‌جوشی درون یک کورهٔ مخصوص متالورژی پودر (شرکت متالورژی پودر مشهد) ساخته‌شده توسط Mahler مدل ME542 با اتمسفر آمونیاک شکسته صورت گرفت و ۲۵نمونه از فوم‌های فولادی تولید شد.



شکل ۱ (الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از پودر آهن استفاده‌شده و (ب) تصویر دانه‌های اوره استفاده‌شده



شکل ۲ نمونه تولیدشده اولیه بعد از مرحله فشردن

تعیین درصد تخلخل

پس از انجام فرایند تف‌جوشی فوم‌های فولادی، نمونه‌های تولیدی توزین شدند و سپس، میزان چگالی و درصد تخلخل هر کدام از نمونه‌ها تعیین شد. چگالی فوم‌های تولیدی برپایه معادله (۱) اندازه‌گیری شد و درصد تخلخل آن‌ها با معادله (۲) محاسبه شد [1,2].

$$\rho = \frac{m}{V} \quad (۱)$$

$$P_m\% = \left[۱ - \left(\frac{\rho_F}{\rho_S}\right) \right] \times ۱۰۰ \quad (۲)$$

که در معادلات فوق، ρ چگالی، m جرم، V حجم، $P_m\%$ درصد تخلخل تعیین‌شده براساس اندازه‌گیری چگالی، ρ_F چگالی فوم‌های فولادی تولید شده و ρ_S چگالی جامد یا چگالی فولاد بدون تخلخل و برابر ۷۸۰۰ kg/m^3 است.

ارزیابی ریزساختار دیواره سلول‌ها

بررسی‌های ریزساختاری بر روی دیواره سلول‌های فوم‌های تولیدی شامل مطالعات میکروسکوپ نوری (OM) و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) است. فوم‌های تولیدشده ابتدا در جهت عمود به محور اصلی بریده شدند و سپس، فرایندهای مانت‌گرم، سمباده‌زنی و پولیش‌کاری بر روی آن‌ها انجام شد. فرایند حکاکی با محلول نایتال ۲درصد و به‌مدت ۵دقیقه انجام شد. بعد از انجام ارزیابی‌های میکروسکوپ نوری، نمونه‌های تهیه‌شده با آلیاژ Au-Pd و با دستگاه Sputter Coater SC7620 پوشش‌دهی شدند و سپس مطالعات میکروسکوپ الکترونی روبشی با دستگاه LEO 1450VP انجام شد.

رفتار فشاری

برای تعیین رفتار مکانیکی فوم‌های فولادی تولیدشده، از آزمون فشار استفاده شد. این آزمون با دستگاه Zwick مدل Z250 انجام شد. نمونه‌های آزمون فشار از فوم‌های تف‌جوشی‌شده تهیه شدند. فوم‌های تولیدی، با وایرکات برش داده شدند و نمونه‌های آزمون فشار به‌صورت استوانه‌ای با قطر ۱۲mm و ارتفاع ۱۸mm تولید شدند. در انجام آزمون فشار، از روغن به‌عنوان روان‌کار در بین سطوح نمونه و فک‌های دستگاه استفاده شد. لازم به ذکر است که نتایج ارائه‌شده برپایهٔ میانگین دست‌کم ۳ آزمون است. سرعت اعمال بار فشاری در این آزمون برابر ۰/۱mm/min در نظر گرفته شد.

مدل گارسون-تورگارد-نیدلمن

در مدل گارسون [27]، از یک گوی توخالی و معیار تسلیم فون-میزز استفاده شد. سپس، تورگارد این مدل را اصلاح کرد و ضرایب تناسب در آن اعمال شد. به‌دلیل این‌که مدل گارسون-تورگارد معیاری مناسب برای تخریب ماده نداشت، تأثیرات تخریب حفرات را به‌خوبی تشریح نمی‌کرد. نیدلمن براساس نتایج آزمایشگاهی بیان کرد که اگر کسر حجمی حفرات به مقدار بحرانی (f_c) برسد، رشد شتاب‌یافته (ادغام) حفرات آغاز و به‌تبع آن تخریب ماده رخ می‌دهد. براین‌اساس، نیدلمن مدل گارسون-تورگارد را اصلاح کرد و معادله زیر استخراج شد [26,28]:

$$\Phi = \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_y}\right)^2 + 2q_1 f^* \cosh\left(-q_2 \frac{3\sigma_m}{2\sigma_y}\right) - 1 - (q_1 f^*)^2 = 0 \quad (۳)$$

که در این معادله، Φ تابع تسلیم، σ_{eq} تنش معادل فون–میزز، σ_y تنش تسلیم ماده، σ_m تنش میانگین یا تنش هیدرواستاتیک، q_1 و q_2 ضرایب تابع تسلیم (یا ضرایب تورگارد) و f^* کسر حجمی مؤثر حفرات است و اثر ادغام حفرات را بر رفتار ماده منظور می‌کند [29] که f^* به‌صورت زیر تعیین می‌شود:

$$f^* = \begin{cases} f & f \le f_c \\ f_c + \frac{\frac{1}{q_1} - f_c}{f_f - f_c}(f - f_c) & f > f_c \end{cases} \qquad (٤)$$

که در معادله فوق، f کسر حجمی حفرات و f_f کسر حجمی حفرات در هنگام شکست نهایی است. گسترش عیب در یک فلز نرم نا شی از ر شد و ادغام حفرات ا ست. درنتیجه، معادله گسترش برای متغیر عیب به این صورت نوشته می‌شود و در این رابطه علامت «˙» نشانه مشتق نسبت به زمان است.

$$\dot{f} = \dot{f}_{growth} + \dot{f}_{nucleation} \qquad (٥)$$

برپایهٔ تئوری مواد متخلخل متشکل از ماده بستر با رفتار مومسان غیرقابل تراکم، نرخ رشد حفره با رابطه زیر بیان می‌شود:

$$\dot{f}_{growth} = (1 - f)\mathrm{trace}(\dot{\varepsilon}^p) \qquad (٦)$$

که در آن $\dot{\varepsilon}^p$ تانسور مشتق کرنش مومسان نسبت به زمان ا ست. ادغام حفرات یک فرایند فیزیکی بسیار پیچیده است که به ریزساختار ماده وابسته است. چو و نیدلمن [30] یک مکانیزم کنترل‌شدهٔ کرنشی برای ادغام حفرات جدید پیشنهاد کرده‌اند:

$$\dot{f}_{nucleation} = \frac{f_n}{s_n\sqrt{2\pi}} \exp\left[-\left(\frac{\varepsilon_n - \varepsilon_0^p}{s_n}\right)^2 /2\right] \dot{\varepsilon}_0^p. \qquad (٧)$$

در رابطه فوق، f_n کسر حجمی مربوط به حفرات ادغام‌شونده، ε_0^p کرنش مومسان که به‌ازای آن ادغام رخ می‌دهد، ε_n کرنش متوسط برای ادغام و s_n انحراف استاندارد متناظر آن است.

مدل اجزای محدود

برای شبیه سازی رفتار فشاری فوم‌های فولادی از نرم‌افزار Abaqus 6.13.1 استفاده شد که بخش Porous این نرم‌افزار قابلیت به‌کارگیری مدل گارسون–تورگارد–نیدلمن را دارد. باید در نظر داشت که در فرایند مدل‌سازی، نمونه‌های فشار مطابق با نمونه‌های واقعی و به‌صورت استوانه‌ای با قطر ۱۲mm و ارتفاع ۱۸mm درنظر گرفته شدند و تأثیرات اندازهٔ مش L (۰/۰۰۰۱، ۰/۰۰۱، ۰/۰۰۲ و ۰/۰۰۳) و پارامترهای مؤثر در مدل گارسون–تورگارد–نیدلمن f_n (۰/۰۰۱، ۰/۰۰۲، ۰/۰۰٤، ۰/۰۰٦ و ۰/۰۰۸)، q_1 (۱/۲۵، ۱/۵، ۱/۷۵ و ۲) و q_2 (۱/۲۵، ۱/۵، ۱/۷۵ و ۲) بر رفتار فشاری فوم‌های فولادی تحلیل شد.

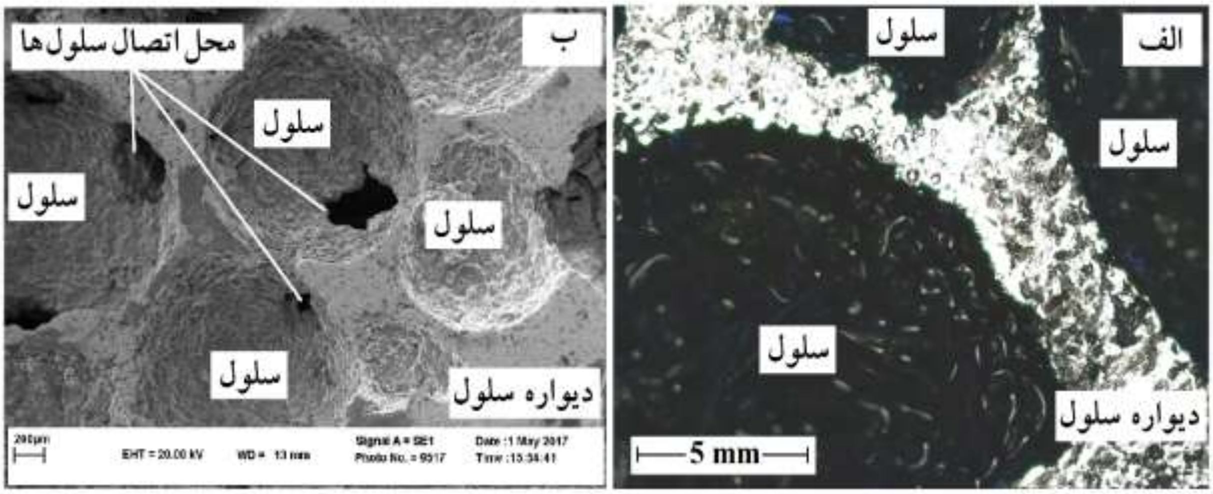
نتایج و بحث

ریزساختار و درصد تخلخل

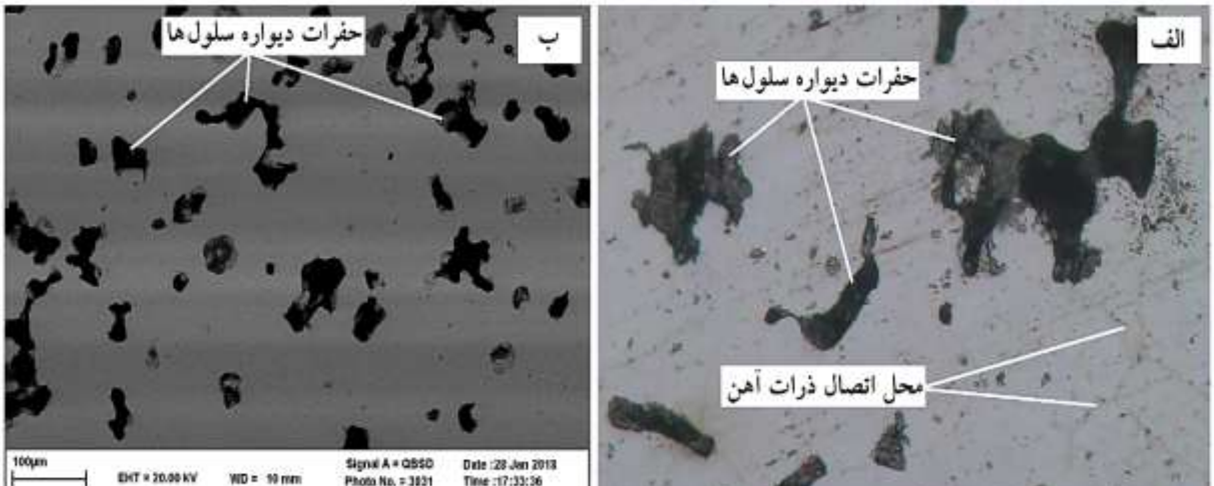
شکل ۳ تصاویر میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی از سلول‌ها و دیوارهٔ سلول‌های فوم‌های فولادی تولیدی را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، سلول‌ها براساس انحلال دانه‌های اوره در زمینهٔ فولادی تشکیل شده‌اند و زمینهٔ فولادی دیوارهٔ سلول‌ها را ایجاد کرده است. توزیع سلول‌ها تقریباً یکنواخت است و درنتیجه، رفتار مکانیکی و عملکرد تقریباً یکنواخت در همهٔ قسمت‌های فوم‌های تولیدی قابل انتظار است [11,12]. علاوه‌براین، سلول‌های ایجادشده در بخش‌های مشخصی با یکدیگر اتصال دارند که دلیل آن می‌تواند به اعمال فشار در فرایند فشردن و همچنین انحلال و خروج دانه‌های اوره با آب باشد [14,15]. تشکیل محل‌های اتصال در بین سلول‌ها منجر به ایجاد سلول‌های باز در ساختار فوم‌های تولیدی شده است.

در شکل ٤، تصاویر میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی از دیوارهٔ سلول‌ها نمایش داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، حفراتی در میان دیوارهٔ سلول‌ها تشکیل شده است. تشکیل حفرات در ساختار

قطعات تولیدشده به‌روش متالورژی پودر مرسوم است و بیشتر چگالی فولادهای تولیدی به‌روش متالورژی پودر از فولادهای ریختگی پایین‌تر است [31]، اما تشکیل این حفرات با مقادیر نسبتاً زیاد، احتمالاً به اعمال فشار پایین در مرحله فشردن ارتباط پیدا می‌کند [7,32]. بنابراین، ۲نوع تخلخل در فوم‌های فولادی تولیدشده وجود دارد که نوع اول، سلول‌های تشکیل‌شده براساس انحلال دانه‌های اوره و نوع دوم، حفرات تشکیل‌شده در بین ذرات آهن به‌هم متصل شده است. میانگین میزان تخلخل اندازه‌گیری‌شده (براساس معادله ۲) در فوم‌های فولادی برابر ۷۹/۳درصد است. این مقدار نسبتاً بالای تخلخل به تشکیل سلول‌ها و باقی‌مانده حفرات در بین ذرات آهن مربوط می‌شود.

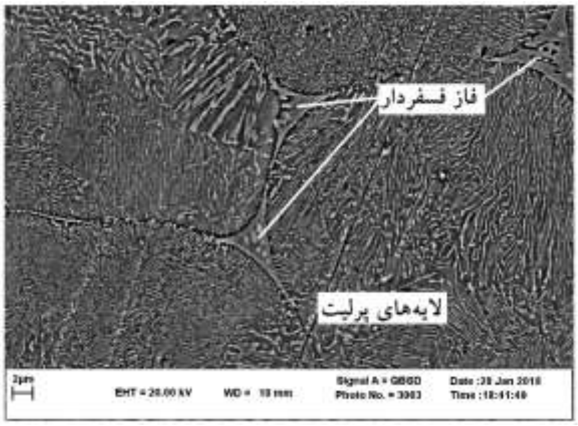


شکل ۳ نمایش سلول‌ها و دیوارهٔ سلول‌ها در فوم‌های تولیدی، (الف) تصویر میکروسکوپ نوری و (ب) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی



شکل ٤ تصاویر دیوارهٔ سلول‌ها، (الف) میکروسکوپ نوری و (ب) میکروسکوپ الکترونی روبشی

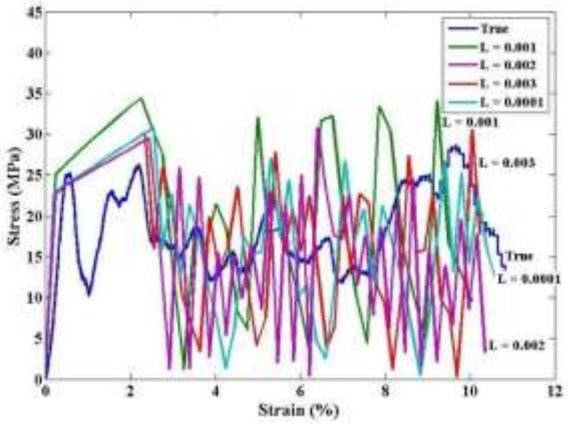
شــکل ۵ تصــویر میکروســکوپ الکترونی روبشــی از ریزســاختار دیوارهٔ ســلول‌ها را در فوم‌های تولیدی نمایش می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، ۳نوع فاز متفاوت در ریزساختار تشکیل شده است که لایه‌های فریت و سمانتیت منجر به تشکیل پرلیت می شود و در مرز بین دانه‌های آهن، فاز فسفردار کشیده شده است. نفوذ کربن (۰/۵درصد وزنی) سبب تشکیل کاربید آهن به صورت لایه‌ای شده است و درنتیجه، ســاختار پرلیتی به‌وجود آمده اســت. علاوه‌براین، فســفر افزودنی (۲درصــد وزنی) در شــرایط تف‌جوشــی (۱۱۲۰°C) موجب تشکیل فاز مذاب فسفردار می شود که در بین ذرات آهن کشیده می شود. کشیده شدن فاز فسفردار ذوب شده در بین ذرات آهن و سپس جامد شدن آن موجب بهبود اتصال بین ذرات آهن می شود. درنتیجه، با استفاده از فســفر در مخلوط پودری و بروز تف‌جوشــی حالت مذاب، اتصال ذرات به یکدیگر بهبود پیدا می‌کند [33].



شکل ۵ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار دیوارهٔ سلول

اثر اندازهٔ شبکه‌بندی

اثر تغییرات اندازهٔ مش بر روی منحنی تنش–کرنش فشاری همراه با منحنی تنش–کرنش به‌دست‌آمده از آزمون فشار، در شکل ٦ نمایش داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، تغییر شکل کشسان به‌صورت خطی در ابتدای منحنی‌ها مشاهده می‌شود. قسمت خطی منحنی‌های شبیه‌سازی‌شده کاملاً منطبق بر یکدیگر است و اختلافی بسیار جزئی با منحنی واقعی دارد. بنابراین، نتایج شبیه‌سازی در ناحیه کشسان بسیار نزدیک به نتایج واقعی است و اندازهٔ مش در شرایط مطالعه‌شده تأثیر چندانی ندارد. منحنی تجربی نشان می‌دهد در ابتدای ناحیه مومسان، تقریباً به‌صورت ناگهانی افت شدیدی داشته و حدوداً به نصف مقدار بیشینه خود در ناحیه کشسان می‌رسد. دلیل این پدیده می‌تواند فرو پاشیدن لایه یا لایه‌هایی از سلول‌ها در نمونهٔ آزمایش‌شده باشد. ناحیهٔ تغییر شکل مومسان شامل یک ناحیه پلاتو دندانه اره‌ای نسبتاً طولانی است. در منحنی تنش–کرنش فشاری واقعی، ناحیه پلاتو نسبتاً طولانی منجر به جذب انرژی بسیار زیاد در فوم فولادی می‌شود. علاوه‌براین، تشکیل قله‌ها و دره‌ها در ناحیه پلاتو دندانه اره‌ای به تخریب لایه‌ای از سلول‌ها در اثر فشار اعمالی و سپس، مقاومت مجدد فوم در برابر تنش اعمالی وابسته است [13,16]. ارتفاع قله‌ها و عمق دره‌ها در منحنی‌های شبیه‌سازی‌شده در مقایسه با منحنی واقعی بیشتر است. مشاهده می‌شود که کاهش اندازهٔ مش موجب می‌شود منحنی‌های شبیه‌سازی‌شده به منحنی واقعی نزدیک‌تر شوند. کاهش اندازهٔ مش این امکان را فراهم می‌کند که محاسبات بیشتری انجام شود و درنتیجه، دقت نتایج افزایش می‌یابد [26-28].

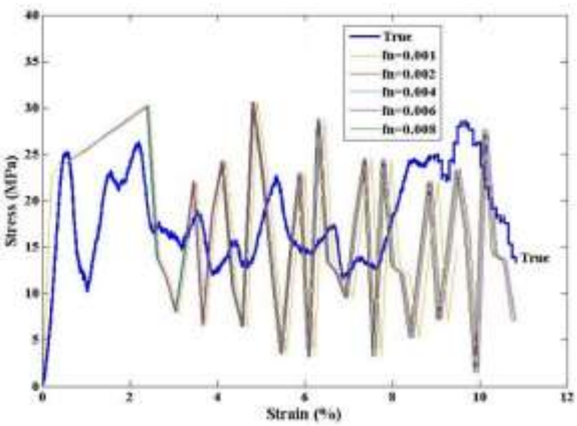


شکل ٦ اثر اندازهٔ مش بر منحنی‌های تنش–کرنش فشاری در ۰/۰۰٤ =fn، ۱/۲۵ =q1 و ۱/۷۵ =q2

اثر fn

در شکل ۷، نتایج به‌دست‌آمده از تغییر در مقادیر fn بر روی منحنی‌های تنش–کرنش فشاری در کنار منحنی تنش‌کرنش

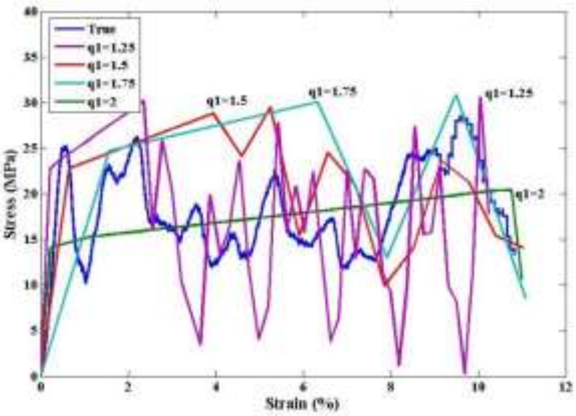
واقعی به تصویر کشیده شده است. مشاهده می‌شود منحنی‌های تنش-کرنش فشاری شبیه‌سازی‌شده در ناحیهٔ کشسانی کاملاً و در ناحیهٔ مومسان تا حد زیادی بر روی یکدیگر منطبق شده‌اند و تغییر در مقدار f_n تأثیر چندانی بر روی منحنی‌های تنش-کرنش فشاری ندارد. البته، در ۰/۰۰۱ =f_n، منحنی تنش-کرنش در مقادیر کرنش کمتری قطع می‌شود. لازم به ذکر است اسلیمان و همکاران [26] در مطالعه رفتار کششی فولاد کربنی نتایج مشابهی گزارش کرده‌اند.



شکل ۷ اثر f_n بر منحنی‌های تنش-کرنش فشاری به‌ازای ۰/۰۰۳ =L، ۱/۲۵ =q_1 و ۱/۷۵ =q_2

اثر q_1

مقادیر ضرایب q_1 و q_2 به ویژگی‌های کشسانی-مومسانی ماده، نسبت تنش تسلیم به ضریب کشسانی و کرنش سختی ارتباط دارند [34]. ثابت q_1 تابع تسلیم را با اصلاح پارامتر کسر حجمی حفرات واقعی تحت‌تأثیر قرار می‌دهد. اثر q_1 بر روی منحنی‌های تنش-کرنش فشاری در کنار منحنی تنش-کرنش واقعی در شکل ۸ نمایش داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، q_1 برخلاف f_n تأثیر شدیدی بر روی منحنی‌های تنش-کرنش فشاری دارد. افزایش مقدار q_1 منجر به کاهش تعداد نقاط شبیه‌سازی‌شده می‌شود و شکل منحنی از حالت دندانه اره‌ای خارج می‌شود. در مقدار ۱/۲۵=q_1، ابتدا ناحیهٔ کشسان خطی و سپس ناحیهٔ پلاتو به‌صورت کاملاً دندانه اره‌ای مشاهده می‌شود. این درحالی است که در مقادیر ۱/۵=$q1$ و ۱/۷۵=q_1، تعداد دندانه‌ها در ناحیهٔ پلاتو به‌صورت نزولی کاهش می‌یابد و در مقدار ۲=q_1، اصلاً دندانه‌ای مشاهده نمی‌شود. تأثیر شدید q_1 بر روی تخمین رفتار مکانیکی و شکل منحنی‌های تنش-کرنش قبلاً نیز گزارش شده است [24,26]. انتظار می‌رود که مقادیر بزرگ‌تر q_1، بدون اثر چشمگیر بر فرایند رشد حفرات، منجر به ظاهرشدن نرمی بیشتری در رفتار ماده شود [35]. درواقع، افزایش مقدار پارامترهای q_1 و q_2، اثر کسر حجمی حفرات را بیشتر می‌کند که نتیجه آن کاهش شدیدتر مقاومت کششی پیش‌بینی‌شده در مدل گارسون-تورگارد-نیدلمن است. این موضوع به‌روشنی در شکل ۸ مشاهده می‌شود. در برخی مطالعات، مقدار ۱/۵=q_1 به‌عنوان مقدار بهینه برای بسیاری از مواد جامد متخلخل ازجمله فلزات سلولی پیشنهاد شده است [36,37]. مطالعه حاضر نشان می‌دهد که مقدار ۱/۲۵=q_1 در مدل گارسون-تورگارد-نیدلمن می‌تواند رفتار فوم فولادی بررسی‌شده را بهتر پیش‌بینی کند.

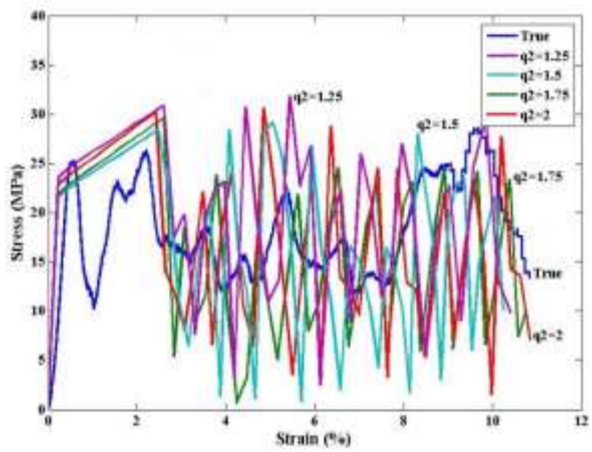


شکل ۸ اثر q_1 بر منحنی‌های تنش-کرنش فشاری در ۰/۰۰۳ =L، ۰/۰۰٤ =f_n و ۱/۷۵ =q_2

اثر q_2

اثر تغییر در مقادیر q_2 بر روی منحنی‌های تنش-کرنش فشاری در کنار منحنی تنش-کرنش واقعی در شکل ۹ نمایش داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، رفتار منحنی‌های تنش-کرنش شبیه‌سازی‌شده بسیار نزدیک به یکدیگر است. در همه منحنی‌ها، پس از ناحیهٔ کشسان، که به صورت خطی مشاهده می شود، ناحیهٔ پلاتو دندانه اره‌ای

تشکیل شده است که نسبتاً طولانی است. ذخیره مقدار زیاد انرژی برپایهٔ این‌که مســـاحت زیر منحنی تنش-کرنش در ناحیهٔ پلاتو دندانه اره‌ای بســـیار زیاد اســـت، در فوم‌های فولادی تولید شده به‌روش متالورژی پودر امکان‌پذیر ا ست. علاوه‌براین، مشاهده می شود که در منحنی‌های تنش-کرنش فشاری شبیه‌سازی‌شده، اثر q_1 در مقایسه با q_2 شدیدتر است (با مقایسهٔ اشکال ۸ و ۹). تأثیر بیشتر q_1 در مقایسه با q_2 در شبیه‌سازی رفتار کششی نیز گزارش شده است [26].



شکل ۹ اثر q_2 بر منحنی‌های تنش-کرنش فشاری در L= ۰/۰۰۳، q_1= ۱/۲۵ و f_n= ۰/۰۰٤

براساس معادله (۳)، پارامتر q_2 به‌عنوان یک فاکتور اصلاح‌کننده مؤلفه تنش هیدرواستاتیک در محدودهٔ کشسانی جاری عمل می‌کند. به‌ازای مقادیر بالای q_2، حد تسلیم به‌طور درخور ملاحظه‌ای کاهش می‌یابد. علاوه‌براین، مقادیر بزرگ q_2، به‌دلیل رشد حفرات، منجر به نرمی نسبتاً شدید در مادهٔ بستر می‌شوند و این موضوع پدیدهٔ کرنش سختی را تقریباً به‌طور کامل از میان می‌برد. به‌تبع آن، ویژگی‌های مکانیکی پیش‌بینی‌شده در مدل گارسون-تورگارد-نیدلمن کاهش می‌یابد [35].

نتیجه‌گیری

در این پژوهش، نمونه‌های آزمایشگاهی فوم‌های فولادی به‌روش متالورژی پودر و با استفاده از اوره به‌عنوان فضاساز تولید شدند و میزان تخلخل، ریزساختار و رفتار فشاری آن‌ها مطالعه شد. علاوه‌براین، تأثیر پارامترهای شبیه‌سازی بر منحنی‌های تنش-کرنش فشاری براساس معادله گارسون-تورگارد-نیدلمن ارزیابی شد و نتایج کلی زیر به‌دست آمد:

۱. میزان تخلخل در فوم‌های فولادی ۷۹/۳درصد اندازه‌گیری شد؛
۲. تخلخل فوم‌های فولادی از سلول‌های تشکیل‌شده براساس خروج دانه‌های اوره و حفرات باقی‌مانده در بین ذرات آهن تف‌جوشی‌شده تشکیل شده است؛
۳. ریزساختار دیوارهٔ فوم‌های فولادی به‌صورت پرلیتی است که فاز فسفردار در مرز ذرات آهن تشکیل شده است؛
٤. تشکیل فاز فسفردار در مرز ذرات آهن منجر به تف‌جوشی حالت ذوبی و بهبود اتصال ذرات به یکدیگر می‌شود؛
۵. نتایج به‌دست‌آمده از شبیه‌سازی و آزمون فشار به‌ویژه در ناحیهٔ کشسانی و محدودهٔ میانی ناحیهٔ مومسانی فوم فولادی بررسی‌شده، تطابق مقبولی دارند؛
٦. ا ندازهٔ مش و مقادیر f_n، q_1 و q_2 بر روی منحنی های تنش-کرنش فشاری شبیه‌سازی‌شده مؤثرند.
۷. اثر f_n و q_2 نسبت به q_1 درخور توجه نیست. باوجوداین، تغییر مقدار f_n کمترین تأثیر را بر روی منحنی تنش-کرنش فشاری دارد؛
۸. کاهش مقدار q_1 باعث بهبود نتایج حا صل از شبیه سازی می‌شـــود. به‌طوری‌که به‌ازای q_1=۱/۲۵ بهترین تطابق با نتایج تجربی به‌دست می‌آید.

مراجع

1. Ashby, M. F., Evans, A. G., Fleck, N. A., Gibson, L. J., Hutchinson, J. W., Wadley, H. N. G., "Metal Foams: A Design Guide", *Elsevier*, *Boston*, pp. 25-112, (2000).
2. Banhart, J., "Manufacture, characterisation and application of cellular metals and metal foams", *Progress*

Material Science, Vol. 46, pp. 559-632, (2001).

3. Sazegaran, H., Kiani-Rashid, A. R., Vahdati Khaki, J., "Effects of sphere size on the microstructure and mechanical properties of ductile iron–steel hollow sphere syntactic foams", *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials,* Vol. 23, pp. 676-682, (2016).
4. Gibson, L. J., Ashby, M. F., Cellular Solids–Structures and Properties, 2nd ed., pp. 78 Cambridge University Press, Cambridge, (1997).
5. Aida, S. F., Hijrah, M. N., Amirah, A. H., Zuhailawati, H., Anasyida, A. S., "Effect of NaCl as a Space Holder in Producing Open Cell A356 Aluminium Foam by Gravity Die Casting Process", *Procedia Chemistry,* Vol. 19, pp. 234-240, (2016).
6. Kadkhodapour, J., Montazerian, H., Samadi, M., Schmauder, S., Abouei Mehrizi, A., "Plastic deformation and compressive mechanical properties of hollow sphere aluminum foams produced by space holder technique", *Materials and Design,* Vol. 83, pp. 352-362, (2015).
7. Smith, B. H., Szyniszewski, S., Hajjar, J. F., Schafer, B. W., Arwade, S. R., "Steel foam for structures: A review of applications, manufacturing and material properties", *Journal of Constructional Steel Research,* Vol. 71, pp. 1-10, (2012).
8. Takata, N., Uematsu, K., Kobashi, M., "Compressive properties of porous Ti-Al alloys fabricated by reaction synthesis using a space holder powder", *Material Science and Engineering A,* Vol. 697, pp. 66-70, (2017).
9. Noorsyakirah, A., Mazlan, M., Afian, O. M., Aswad, M. A., Jabir, S. M., Nurazilah, M. Z., Afiq, N. H. M., Bakar, M., Nizam, A. J. M., Zahid, O. A., Bakri, M. H. M., "Application of Potassium Carbonate as Space Holder for Metal Injection Molding Process of Open Pore Copper Foam", *Procedia Chemistry*, Vol. 19, pp. 552-557, (2016).
10. Raj, S. V., Ghosn, L. J., Lerch, B. A., Hebsur, M., Cosgriff, L. M., Fedor, J., "Mechanical properties of 17-4PH stainless steel foam panels", *Material Science and Engineering A,* Vol. 456, pp. 305-316, (2007).
11. Park, C., Nutt, S. R., "Effects of process parameters on steel foam synthesis", *Material Science and Engineering A,* Vol. 297, pp. 62-28, (2001).
12. Park, C., Nutt, S. R., "PM synthesis and properties of steel foams", *Material Science and Engineering A,* Vol. 288, pp. 111-118, (2000).
13. Golabgir, M. H., Ebrahimi-Kahrizsangi, R., Torabi, O., Tajizadegan, H., Jamshidi, A., "Fabrication and evaluation of oxidation resistance performance of open-celled Fe(Al) foam by space-holder technique", *Advanced Powder Technology,* Vol. 25, pp. 960-967, (2014).
14. Bekoz, N., Oktay, E., "Effects of carbamide shape and content on processing and properties of steel foams", *Journal of Materials Processing Technology,* Vol. 212, pp. 2109-2116, (2012).
15. Bekoz, N., Oktay, E., "Effect of heat treatment on mechanical properties of low alloy steel foams", *Materials and Design,* Vol. 51, pp. 212-218, (2013).

16. Mirzaei, M., Paydar, M. H., "A novel process for manufacturing porous 316L stainless steel with uniform pore distribution", *Materials and Design,* Vol. 121, pp. 442-449, (2017).
17. Tian, D., Pang, Y., Yu, L., Sun, L., "Production and characterization of high porosity porous Fe-Cr-C alloys by the space holder leaching technique", *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials,* Vol. 23, pp. 793-798, (2016).
18. Mutlu, I., Oktay, E., "Production and aging of highly porous 17-4 PH stainless steel", *Journal of Porous Materials,* Vol. 19, pp. 433-440, (2012).
19. Sawei, Q., Xinna, Z., Qingxian, H., Renjun, D., Yan, Ju., Yuebo, H., "Research Progress on Simulation Modeling of Metal Foams", *Rare Metal Materials and Engineering,* Vol. 44, pp. 2670-2676, (2015).
20. Mohammadi Nasrabadi, A. A., Hedayati, R., Sadighi, M., "Numerical and experimental study of the mechanical response of aluminum foams under compressive loading using CT data", *Journal of Theoretical and Applied Mechanics,* Vol. 54, pp. 1357-1368, (2016).
21. Ramirez, J. F., Cardona, M., Velez, J. A., Mariaka, I., Isaza, J. A., Mendoza, E., Betancourt, S., Fernandez-Morales, P., "Numerical modeling and simulation of uniaxial compression of aluminum foams using FEM and 3D-CT images", *Procedia Materials Science,* Vol. 4, pp. 227-231, (2014).
22. Gurson, A. L., "Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: part I – yield criteria and flow rules for porous ductile media", *Journal of Engineering Material and Technology,* Vol. 99, pp. 2-15, (1977).
23. Lemaitre, J., "A continuous damage mechanics model for ductile fracture", *Journal of Engineering Material and Technology,* Vol. 107, pp. 83-89, (1985).
24. Thuillier, S., Le Maout, N., Manach, P. Y., "Bending limit prediction of an aluminum thin sheet", *International Journal of Material Forming,* Vol. 3, pp. 223-226, (2012).
25. Springman, M., Kuna, M., "Identification of material parameters of the Gurson–Tvergaard–Needleman model by combined experimental and numerical techniques", *Computational Materials Science,* Vol. 32, pp. 544-552, (2005).
26. Slimane, A., Bouchouicha, B., Benguediab, M., Slimane, S. A., "Parametric study of the ductile damage by the Gurson–Tvergaard–Needleman model of structures in carbon steel A48-AP", *Journal of Materials Research and Technology,* Vol. 4, pp. 217-223, (2015).
27. Tsiloufas, S. P., Plaut, R. L., "Ductile Fracture Characterization for Medium Carbon Steel Using Continuum Damage Mechanics", *Materials Sciences and Applications*, Vol. 3, pp. 745-755, (2012).
28. Pardoen, T., Doghri, T., Delannay, F., "Experimental and numerical comparison of void growth models and void coalescence criteria for the prediction of ductile fracture in copper bars", *Acta Materialia,* Vol. 46, pp.541-52, (1998).

29. Wcislik, W., "Experimental determination of critical void volume fraction fF for the Gurson Tvergaard Needleman (GTN) model", *Procedia Structural Integrity,* Vol. 2, pp. 1676-1683, (2016).
30. Chu, C. C., Needleman, A., "Void nucleation effects in biaxially stretched sheets", *ASME Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol. 102, pp. 249-256, (1980).
31. Park, C., Nutt, S. R., "PM synthesis and properties of steel foams", *Materials Science and Engineering A,* Vol. 288, pp. 111-118, (2000).
32. Chauhan, S., Verma, V., Prakash, U., Tewari, P. C., Khanduj, D., "Processing of Cr-Mo Alloy Steel via PM Route", *Materials Today: Proceedings,* Vol. 3, pp. 2899-2903, (2016).
33. German, R. M., Suri P., and Park, S. J., "Review: liquid phase sintering", *Journal of Materials Science,* Vol. 44, pp. 1-9, (2009).
34. Kossakowski, P. G., "Simulation of ductile fracture of S235JR steel using computational cells with microstructurally-based length scales", *Journal of Theoretical And Applied Mechanics,* Vol.50, pp. 589-607, (2012).
35. Corigliano, A., Mariani, S., Orsatti, B., "Identification of Gurson–Tvergaard material model parameters via Kalman filtering technique: I Theory", *International Journal of Fracture*, Vol. 104, pp. 349-373, (2000).
36. Tvergaard, V., "Influence of voids on shear band instabilities under plane strain condition", *International Journal of Fracture,* Vol. 17, pp. 389-407, (1981).
37. Xia, L., Shih, C. F., "Ductile crack growth - II. Void nucleation and geometry effects on macroscopic fracture behavior", *Journal* of the Mechanics and *Physics* of *Solids,* Vol. 43, pp.1953-1981, (1995).